

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВЫХ СПЛАВОВ

Панов Е.И., Богатов А.А.

ВИЛС, УрФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина

В работе показаны технологические возможности уменьшения размеров первичных кристаллов кремния и повышения пластичности заэвтектических силуминов путем модифицирования и ультразвуковой обработки расплава, а также пластической деформации непрерывнолитых слитков. В процессе деформации удалось получить полигонизованную субзернистую структуру, повысить дисперсность зерен α -твердого раствора и кристаллов кремния, придав им из пластинчатой глобулярную форму. Высказана рабочая гипотеза о механизме влияния схемы и режимов деформации на морфологию и дисперсность фаз, определяющих рост пластичности силуминов и их способность обработки давлением.

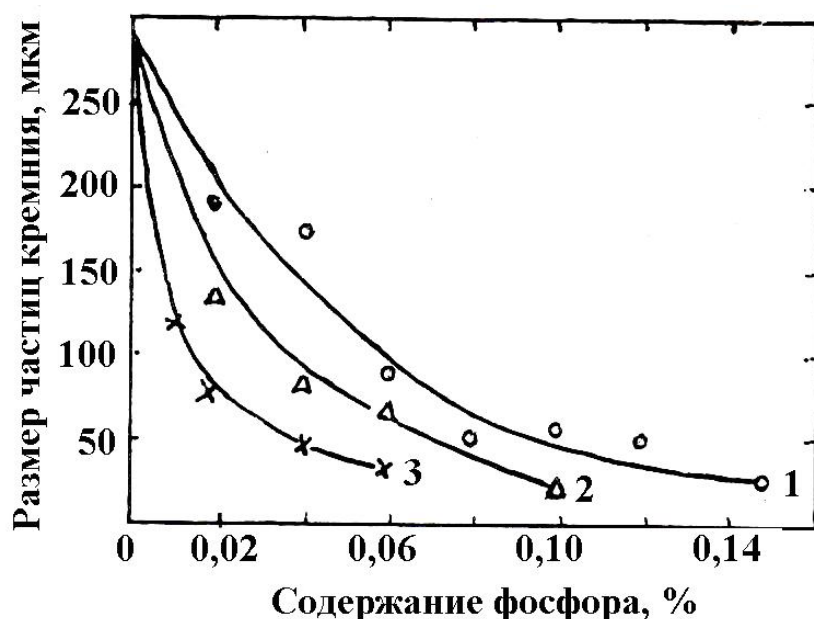
Введение

Заэвтектические силумины с содержанием кремния более 17% обладают малой плотностью $\rho = 26...27 \text{ г/см}^3$, удовлетворительной прочностью: $\sigma_6 = 190...320 \text{ МПа}$; $\sigma_{02} = 155...260 \text{ МПа}$; $E = 75...80 \text{ ГПа}$; $\sigma_{-1} = 90...130 \text{ МПа}$. В холодном состоянии относительное удлинение достигает $\delta = 3...6\%$, а относительное сужение – $\psi = 4...9\%$. Прочностные характеристики силуминов сохраняют своё значение до -70°C . Для силуминов характерны хорошие технологические и потребительские свойства: высокая жидкотекучесть, малая усадка при кристаллизации; хорошая свариваемость; высокая коррозионная стойкость; термо- и износостойкость; низкий коэффициент термического линейного расширения; немагнитность. Разработанная технология получения высококремнистой лигатуры, основанная на углетермическом способе восстановления дешевого и распространенного сырья (нефелины, алуниты, каолины и др.) позволяет снизить себестоимость силуминов на 15÷20% по сравнению с технологией синтеза алюминия с кремнием, применяемую в настоящее время. Силумины являются композиционным материалом, в α -твердом растворе имеются

эвтектическая смесь α и β фаз, кристаллы кремния, а также интерметаллидные фазы. Повышение дисперсности фаз, играющих роль наполнителя, способствует росту и прочности, и пластичности. Силуминовые сплавы после обработки порошком SiC и Al_2O_3 характеризуются повышенной прочностью $\sigma_6 = 650...700 \text{ МПа}$ [1,4]. Изделия из высококремнистых силуминов вследствие низкой пластичности получают литьем. Дальнейшее расширение области их применения связано с решением проблемы повышения деформируемости сплавов, разработкой и внедрением технологии обработки их давлением [8].

1. Получение деформируемых заэвтектических силуминов

Наличие в структуре силуминов крупных кристаллов кремния размером 150...200 мкм охрупчивает сплав и не позволяет осуществлять обработку давлением. Такое же действие оказывают алюминиды железа, титана и циркония [2,3,4]. Наиболее эффективным способом измельчения структурных составляющих сплавов является применение модификаторов [1-10]. На рис.1 показано действие различных модификаторов на размер кристаллов кремния в непрерывнолитых слитках сплава алюминий – 23% кремния.



- 1 – лигатура МФ-1
(фосфористая медь)
- 2 – лигатура ФФ-25
(феррофосфор)
- 3 – тройная лигатура
Al – Fe – P

Рис. 1. Модифицирующее действие фосфорсодержащих лигатур

Видно, что наиболее высокую модифицирующую способность имеет тройная лигатура, а требуемое содержание фосфора снижается до 0,04 – 0,05%, а время выдержки расплава и его интенсивное перемешивание перед разливкой – до 4 мин. При содержании фосфора 0,08...0,1% время выдержки должно быть более 30 мин. Модифицированием расплава удается уменьшить размер кристаллов кремния до 50 мкм. Кроме того, применение тройной лигатуры Al – Fe – P позволяет уменьшить расход лигатуры при обработке и повысить коррозионную стойкость сплава. Важными факторами при отработке технологии является выбор оптимальной температуры модифицирования, а также технологии приготовления тройной лигатуры. Установлено положительное влияние добавок бора и церия, блокирующих рост частиц Al-P и свободных кристаллов кремния. С повышением скорости кристаллизации повышается дисперсность кристаллов кремния. При повторном

переплаве слитков уменьшается содержание водорода от 0,4 до 0,25 см³/100г, что приводит к уменьшению размеров и равномерному распределению по объему кристаллов кремния. Эффективность процесса модифицирования расплава удалось повысить применением его ультразвуковой обработки перед кристаллизатором непрерывного литья заготовки [6]. Полученная в результате комплексного модифицирования структура показана на рис. 2. Применение ультразвука усиливает эффект модифицирования расплава, т.к. препятствует коагуляции модифицирующих частиц. Новая технология способствовала получению непрерывнолитых заготовок без поверхностных трещин, пластичность которых в оптимальном диапазоне температур достаточная, чтобы получить прессованные полуфабрикаты [11]. Однако, попытки получить изделия при прокатке, ковке и штамповке не увенчались успехом.

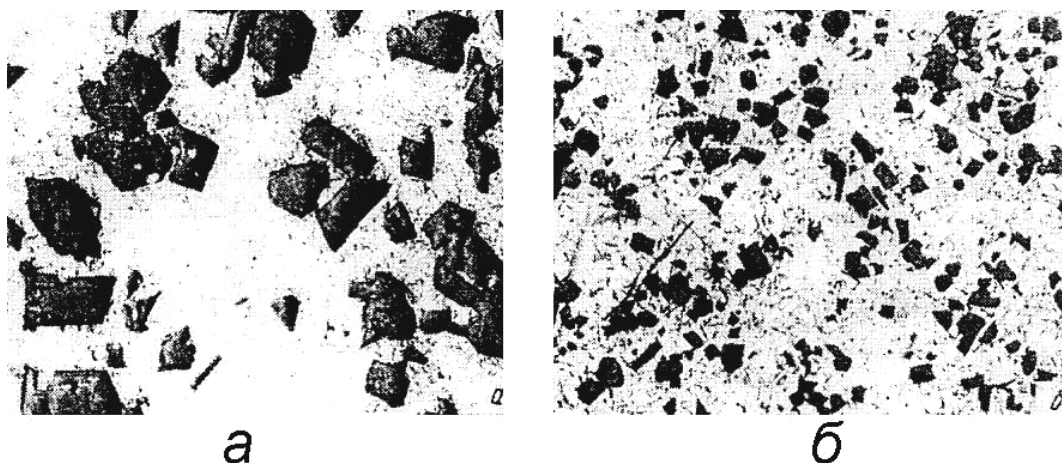


Рис. 2. Микроструктура (x125) слитков заэвтектических силуминов (17-20% Si), полученных методом непрерывного литья: а) немодифицированная структура; б) структура после комплексного модифицирования, включая ультразвуковую обработку расплава.

2. Технологические свойства силуминов

Закономерности изменения сопротивления деформации и пластичности сплава в зависимости от температурно-скоростных условий деформации и показателей напряженного состояния называются технологическими свойствами. Исследование технологических свойств осуществляли при испытании на растяжение и кручение образцов, отобранных от слитка после комплексной модификации расплава с ультразвуковой обработкой. Для этого в печь в расплав вводилась железо-фосфатная лигатура (ФФ 25), дополнительно в поток расплава перед кристаллизатором вводился пруток модификатора Al – Fe – P и одновременно на поток расплава воздействовали ультразвуком. Все слитки подвергали гомогенизирующему отжигу при

температуре 450...470°С в течение трех часов. Испытания образцов на растяжение проводили при температуре от 20 до 500°С с различной скоростью деформации 0,005 с⁻¹; 0,03 с⁻¹; 0,3 с⁻¹. Результаты испытания представлены в табл.1. Из этих данных следует, что температурный интервал 450... 500°С является оптимальным т.к. прочностные характеристики σ_B и $\sigma_{0,2}$ имеют минимальные, а пластические характеристики δ и ψ , наоборот, максимальные значения. Результаты опытов на кручение образцов представлены на рис. 3. Характер кривых упрочнения при всех температурно-скоростных условиях одинаков. Интенсивность упрочнения сплава наибольшее значение имеет в диапазоне степени деформации ϵ от 0 до 0,2. При больших значениях ϵ степенное упрочнение практически отсутствует.

Таблица 1

Влияние скорости деформации и температуры испытаний на механические свойства при растяжении
гомогенизированного слитка сплава 01390

T, °C	Предел прочности, МПа			Предел текучести, МПа			Относительное удлинение, %			Относительное сужение, %		
	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3
20	185,5	174,5	-	143,5	152	-	4,6	3,2	-	7,3	4,1	-
300	80,5	97	105,5	67	68	74	12,2	12,4	6	18,7	15	7,4
350	48,5	74	81,5	36	51	56	16	19,6	17,2	29,6	26,1	20,1
400	31	55,5	60,5	2,5	36	39,5	17,6	32,6	27,6	37,1	36	30,6
450	21	43	47,5	18	31	35	28	32	22,4	47,5	34,3	27
500	20	28,5	38	-	24,5	30,5	24,5	38,2	32,2	52	50,2	43,2

Примечание: Скорости деформации: 1 – $0,005 \text{ с}^{-1}$; 2 – $0,03 \text{ с}^{-1}$; 3 – $0,3 \text{ с}^{-1}$.

Влияние скорости деформации при всех температурах испытания 350°C , 400°C , 450°C и 475°C при любой степени деформации существенно и $\Delta\sigma_s$ изменяется от 10 до 18 МПа. На рис. 4

приведены диаграммы пластичности в зависимости от температуры испытания и скорости деформации. Наибольшее значение пластичности (A_p) сплава соответствует температуре 450°C .

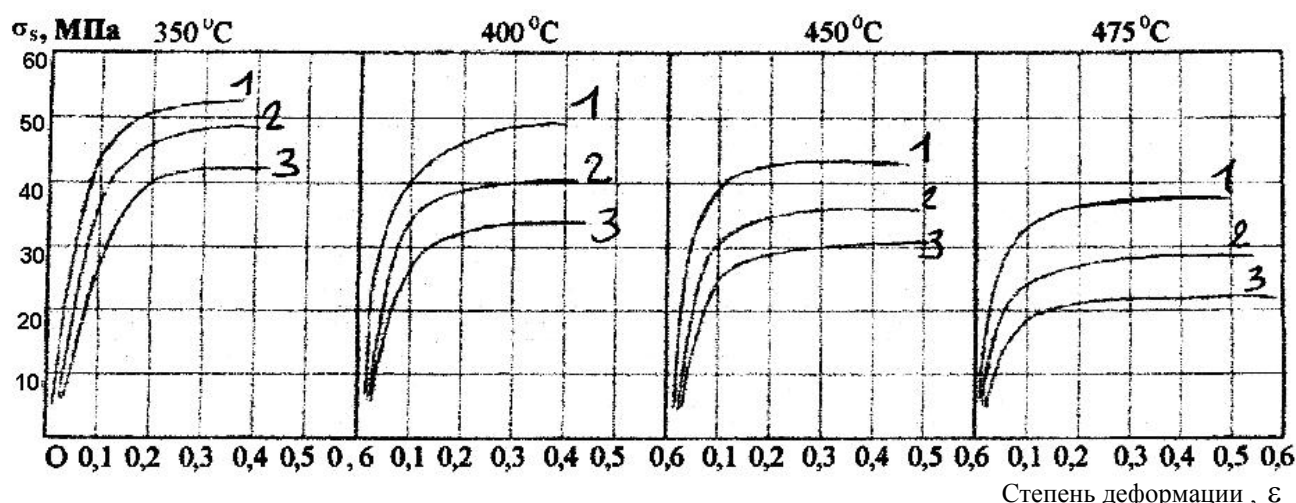
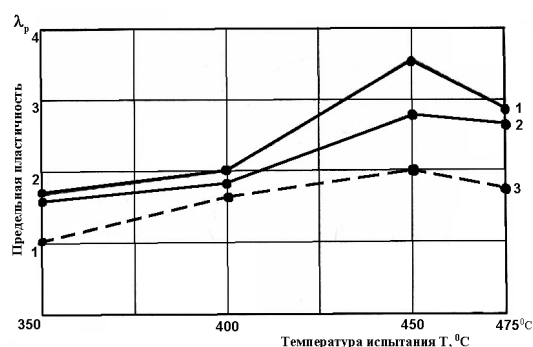


Рис. 3 Кривые сопротивления деформации сплава 01390 при различных скоростях деформации, где: 1 – скорость деформации $2,5 \text{ с}^{-1}$; 2 – скорость деформации $0,5 \text{ с}^{-1}$; 3 – скорость деформации $0,1 \text{ с}^{-1}$.



1 – скорость деформации $0,1 \text{ с}^{-1}$;
2 – скорость деформации $0,5 \text{ с}^{-1}$;
3 – скорость деформации $2,5 \text{ с}^{-1}$.

Рис. 6.5 Зависимость предельной пластичности слитков сплава 01390 от температурно-скоростных параметров при испытании их на кручение

3. Влияние схемы и режимов пластической обработки на структуру и свойства сплавов

При оптимальной технологии комплексного модифицирования расплава, включая его ультразвуковую обработку, средний размер кристаллов кремния в слитке можно получить в диапазоне значений $20 \dots 40 \text{ мкм}$, а максимальный – $50 \dots 70 \text{ мкм}$. Кристаллы кремния и алюминидов железа и титана в эвтектике имеют форму пластин толщиной $1 - 8 \text{ мкм}$ и длиной $5 - 15 \text{ мкм}$. Микроструктура и форма частиц различных фаз, наблюдаемые с помощью сканирующего электронного (СЭМ) и светового микроскопов для слитка сплава 01390 показаны на рис. 5.

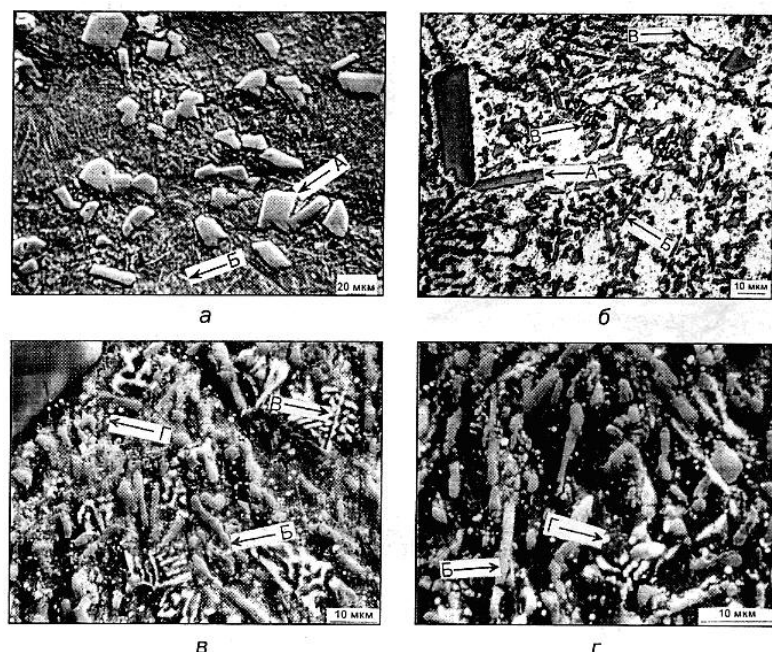


Рис.5. Микроструктура слитка Ø112 мм: а, в, г – СЭМ; б – световая микроскопия.

Можно указать на четыре вида частиц: кристаллы первичного кремния в форме ограниченных пластин размерами 5 – 70 мкм (указаны стрелкой А); кристаллы эвтектического кремния (указаны стрелкой В); скелетообразные дендриты и отдельные тонкие пластины α -фазы (указаны стрелкой В) толщиной около 1 мкм и длиной до 20

мкм, содержащие марганец, железо и кремний; мелкие равноосные частицы вторичного кремния размером 0,2...1,0 мкм. После деформации слитка при прессовании и винтовой прокатке средние размеры кристаллов кремния изменяются не одинаково (рис. 6).

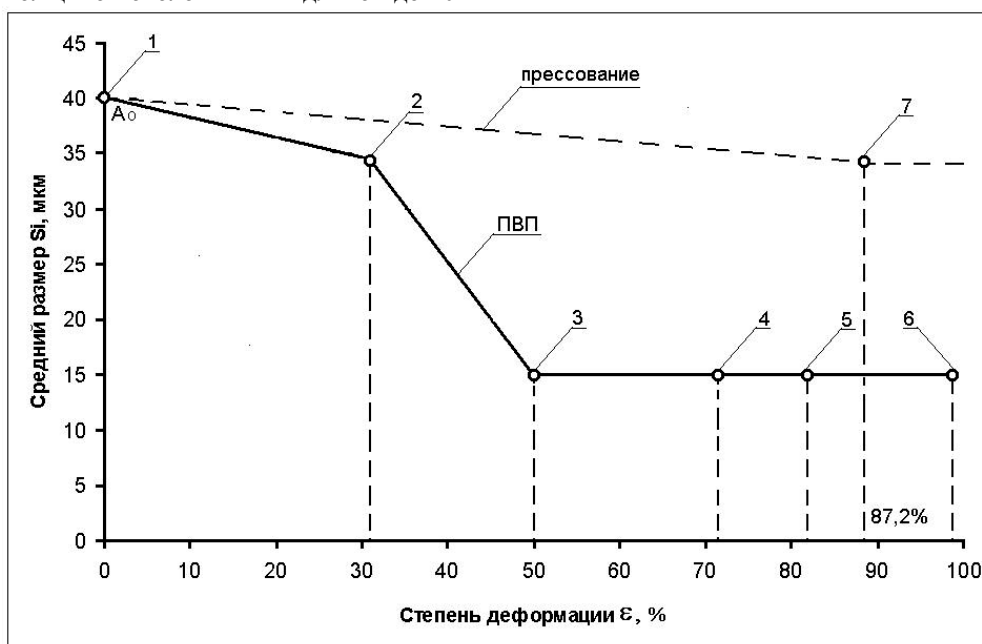


Рис. 6. Диаграмма изменения средних размеров первичного кремния в структуре слитка и прутков diam. 92-14 мм после ПВП и прессования с разной степенью деформации:

1 – слиток Ø112 мм; 2 – пруток Ø92 мм ($\epsilon = 32\%$, $\mu = 1,5$); 3 – пруток Ø80 мм ($\epsilon = 49\%$, $\mu = 1,96$); 4 – пруток Ø60 мм ($\epsilon = 71\%$, $\mu = 3,5$); 5 – пруток Ø50 мм ($\epsilon = 81\%$, $\mu = 5,0$); 6 – пруток Ø14 мм ($\epsilon = 98\%$, $\mu = 64,0$); 7 – пруток Ø40 мм – прессование ($\epsilon = 87,2\%$, $\mu = 5,7$)

После прессования даже при большой степени деформации ($\epsilon = 87,2\%$) уменьшение размера кристаллов незначительное. После винтовой прокатки уже после второго прохода средний размер кристаллов кремния уменьшается до 10...15

мкм. В результате винтовой прокатки слитков кристаллы первичного кремния уменьшаются в 3-4 раза, а пластины вторичного кремния уменьшаются на порядок, при этом пластинчатое строение изменяется на глобулярное (рис. 7). Отметим, что

для винтовой прокатки существует минимальное число проходов и степень деформации, соответствующие максимально возможному измельчению кристаллов кремния. Из рис. 6 видно,

что минимальное число проходов равно двум, а степень деформации – 50%. Дальнейшее увеличение числа проходов и степени деформации не приводит к измельчению кристаллов кремния.

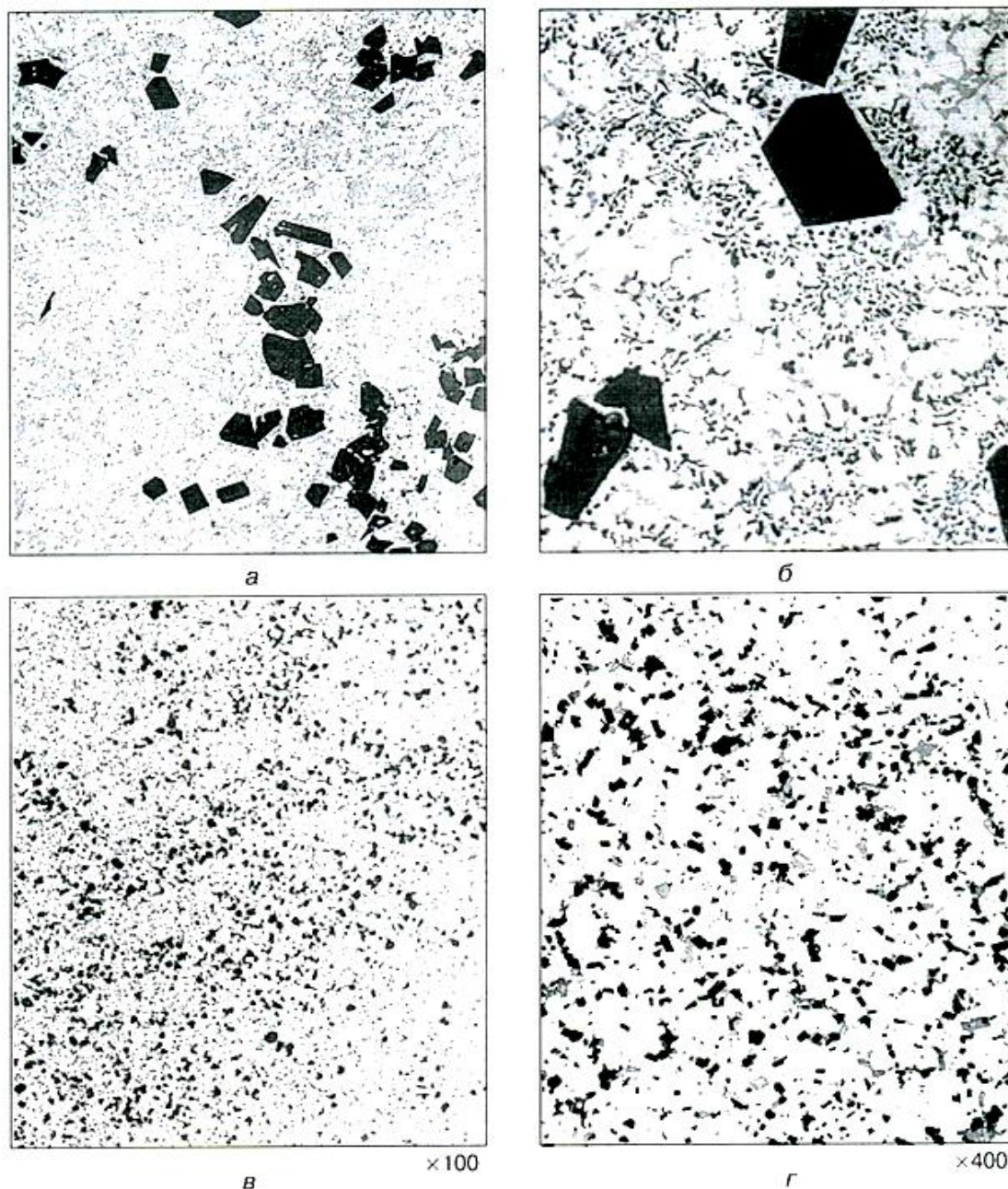


Рис. 7. Типичная микроструктура слитков (а, б) и катаных прутков (в, г) из силумина 01392

4. Исследование напряженно-деформированного состояния металла при винтовой прокатке

В теории обработки металлов исследование напряженно-деформированного состояния и разрушения металла при винтовой прокатке по-прежнему остается актуальной задачей. Особое значение имеют результаты исследования влияния знакопеременного характера деформации на физико-механические свойства и структурное состояние сталей и сплавов.

Известно [24], что при большой пластической знакопеременной деформации вследствие эффектов Баушингера, Мазинга и циклического разупрочнения значительно снижается интенсивность упрочнения металла. Эти эффекты являются структурно чувствительными, а среднее нормальное напряжение и суммарная степень знакопеременной деформации, вызванные внешним воздействием на деформируемое тело, как показали результаты опытов [24], не оказывают заметного влияния на упрочнение. В то же время пластичность металла при знакопеременной

деформации A_{pn} аномально растет с уменьшением

$$\text{амплитуды } A_i: A_{pn} = A_{p_0} \left(\frac{A_{p_0}}{A_i} \right)^{a-1}; \quad A_{p_0} -$$

пластичность при монотонной деформации, зависит от показателей напряженного состояния

$\frac{\sigma}{T}$ и μ_σ ; a – эмпирический коэффициент,

близкий к значению $a \approx 2$. При исследовании процесса обжатия непрерывно-литой заготовки из стали 32ХГ на трехвалковом стане вследствие знакопеременного характера деформации по сравнению с продольной прокаткой наблюдалось уменьшение размера аустенитного зерна в 5-6 раз

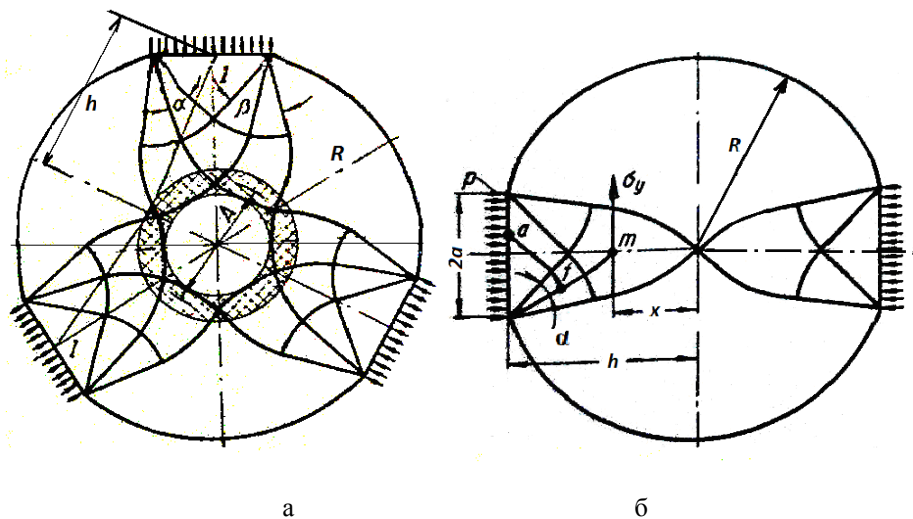


Рис.8. Сетка линий скольжения : а – для двухвалковой схемы прокатки; б – для трехвалковой схемы прокатки

Поле линий скольжения, примыкающего к инструменту состоит из равнобедренного треугольника, двух центрированных полей и одного (а), или двух (б) криволинейных четырехугольника. Углы α (а), α и β (б) определяются из условия симметрии очага деформации, а среднее нормальное напряжение в треугольной области σ – из статистического граничного условия в виде уравнения равновесия

$\int_0^h \sigma_{yy} dx = 0$. Нетрудно убедиться, что нижней границей применимости поля линий скольжения

(рис.8а) является отношение $\frac{h}{a} = 1$, а верхней – $\frac{h}{a} = 8,5$. В первом случае значение показателя

$\frac{\sigma}{T}$ в треугольной области и одновременно в точке

0 равно $\frac{\sigma}{T} = -1$, а во втором случае – в треугольной

[25]. Благодаря работам [26-29] можно оценить показатели напряженного состояния в сечении прокатываемой заготовки. Наименьшее значение

показатель $\frac{\sigma}{T}$ имеет в приконтактной зоне с

валками, а наибольшее – в осевой зоне. На рис.8 показана сетка линий скольжения для двухвалковой (а) и трехвалковой (б) прокатки [26]. Принято, что граница контакта металла с инструментом является прямолинейной, напряжения трения отсутствуют, а нормальные напряжения равномерно распределены по поверхности контакта.

области $\frac{\sigma}{T} = -4,14$ и деформация локализуется у контакта с инструментом и не проникает до оси симметрии. В точке 0 значение показателя $\frac{\sigma}{T}$

зависит от отношения $\frac{h}{a}$. При поперечной

прокатке, если частное обжатие $\frac{\Delta R}{R} = 0,02$, то как

показывают эксперименты, деформация проникает в осевую зону заготовки, в которой значение

показателя $\frac{\sigma}{T} \approx 1,0$, т.е. преобладают

растягивающие напряжения, а пластичность металла намного меньше, чем в приконтактной области. В случае прокатки в трех валках (рис. 8б) с помощью сетки линий скольжения можно выявить кольцевую зону в заготовке, в которой металл разрыхляется наиболее интенсивно и может произойти макроразрушение. Осевая зона в виде цилиндра является областью однородной

деформации растяжения, в которой показатели напряженного состояния равны: $\frac{\sigma}{T} = 0,58$, а $\mu_\sigma = -1$. В остальной области пластической деформации при выполнении условия плоской деформации показатель Лоде $\mu_\sigma = 0$.

В рассмотренных схемах очага деформации (рис.8а и б) не учтена важная особенность формоизменения заготовки, связанная с развитым тангенциальным течением металла рис.9. Объем металла из сектора ABE, если коэффициент вытяжки $\lambda = 1$, смещается в тангенциальном направлении в область ВСД. Перед валком при прокатке образуется наплыв и увеличивается ширина контактной поверхности до значения $2b$, а единичное обжатие – до значения $\Delta R = EE' + CC'$. Видно, что единичное обжатие ΔR , определенное с учетом наплыва значительно превосходит величину единичного обжатия, определенного из геометрических соображений без учета тангенциальной деформации.

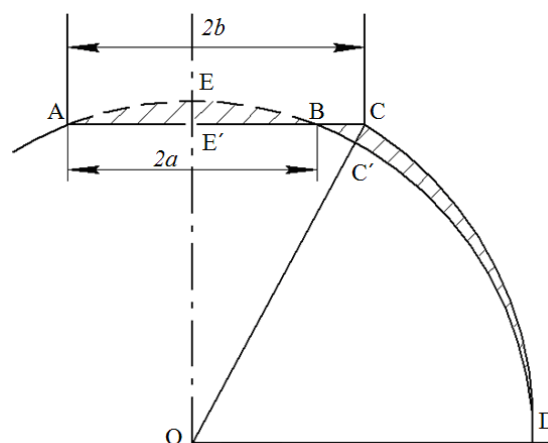


Рис.9. Формоизменение металла в приконтактной области

Сетка линий скольжения с учетом развитого тангенциального течения металла показана на рис.10а для двухвалковой, а на рис.10б для трехвалковой схемы прокатки. Из рассмотрения геометрии очага деформации на рис.10б видно, что увеличение частного обжатия ΔR приводит к уменьшению углов α и β , а также радиуса осевой зоны равномерной деформации растяжения в виде цилиндра. На рис.10б область А отсутствует и $R_A = 0$. Отметим, что это наиболее благоприятный случай достижения равномерной деформации и дисперсной структуры в поперечном сечении заготовки.

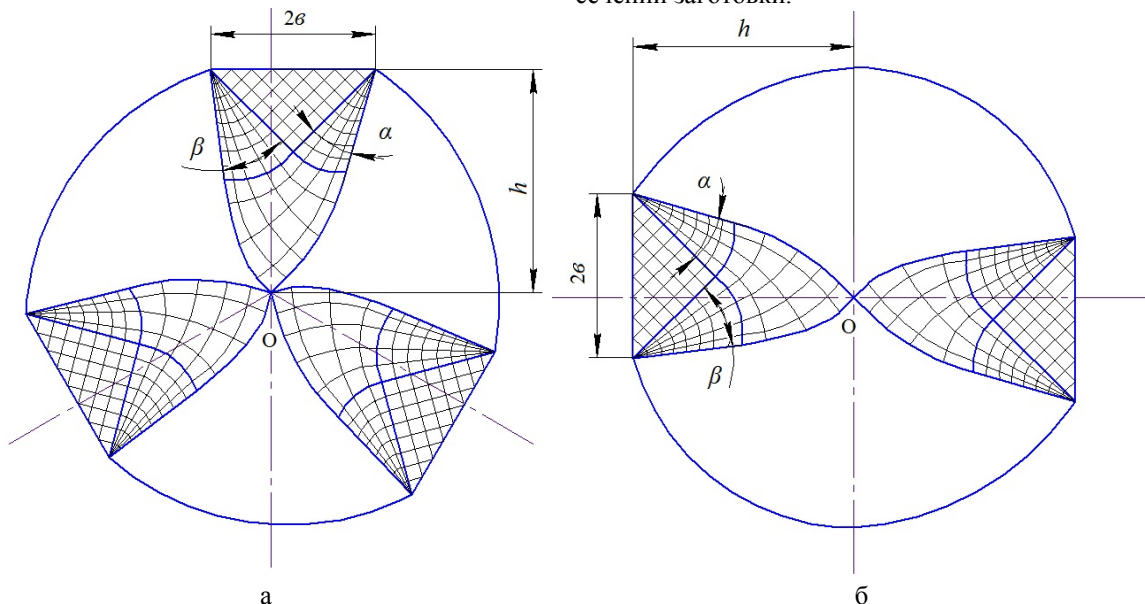


Рис.10. Сетка линий скольжения с учетом тангенциального течения металла: а – для двухвалковой схемы прокатки; б – для трехвалковой схемы прокатки

Отличительной особенностью деформации заготовки при винтовой прокатке является знакопеременный характер. Знакопеременная деформация характеризуется амплитудой A_i и числом этапов n . Амплитуда деформации численно равна степени деформации сдвига A_i на i -том

этапе. Нетрудно показать, что любая частица заготовки при двухвалковой схеме прокатки претерпевает два цикла знакопеременной деформации, а при трехвалковой схеме – три цикла, а каждый цикл состоит из двух этапов. В.Л.Колмогоров, используя решение вариационной задачи, рассчитал степень деформации сдвига в

осевой зоне заготовок и получил зависимость $A \left(\frac{\Delta R}{R} \right)$ [29]. Используя метод линий скольжения

амплитуду знакопеременной деформации можно рассчитать приближенно $A_i = \left| \frac{\Delta v_\tau}{v_n} \right|$, где Δv_τ -

скачок касательной составляющей, v_n - нормальная составляющая вектора скорости на линии скольжения. Полагая, что степень деформации сдвига не зависит от радиальной

координаты: $A_i = 2 \ln \frac{R}{R - \Delta R}$. Таким образом,

материальная частица при двухвалковой схеме за один оборот заготовки претерпевает четыре этапа

со степенью деформации $A_i = 2 \ln \frac{R}{R - \Delta R}$. При

этом частица, совершая знакопеременное вращение относительно собственного вектора тензора напряжений, совпадающего с осью заготовки, испытывает два цикла знакопеременной деформации. При трехвалковой схеме частица испытывает три цикла, или шесть этапов знакопеременной деформации за один оборот заготовки, а амплитуда деформации равна

$$A_i = 2 \ln \left(\frac{R}{R - \Delta R} \right).$$

В настоящее время прямые доказательства влияния знакопеременной деформации на дисперсность зеренной структуры и фазового состава сталей и сплавов в литературе отсутствуют. Однако результаты формирования структуры при винтовой прокатке, представленные в работах [17,25], позволяют такую гипотезу высказать.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Строганов Г.Б., Ротенберг В.А., Гершман Г.Б. Сплавы алюминия с кремнием. -М.: Металлургия. 1977. -270 с.
2. Добаткин В.И., Эскин Г.И. Металловедение алюминиевых сплавов. -М.: Наука, 1985. -239 с.
3. Альтман М.Б. Эскин Г.И., Гоцев А.С. Легирование и обработка легких сплавов. -М.: Наука, 1981. -213 с.
4. Структура и фазовый состав заэвтектических силуминов, предназначенных для деформирования / Д.Г. Эскин, М.Л. Характерова, Г.И. Эскин, Ю.П. Пименов // Металлы. -1997. -№2. С.91-98.
5. Патент РФ № 2092604, МПК 6 С 22 С 21/04. Гетерогенный сплав на основе алюминия. Приоритет от 11.04.1996 / Г.И. Эскин, Д.Г. Эскин, Ю.П. Пименов и др. // Б.И. -1997. -№28.
6. Эскин Г.И. Ультразвуковая обработка расплавленного алюминия. -М.: Металлургия, 1988. -232 с.

7. Пименов Ю.П., Тарарышкин В.И., Эскин Г.И. Оптимизация технологии плавки и модифицирования заэвтектических силуминов // Технология легких сплавов. -1997. -№3. С.17-23.
8. Эскин Г.И., Пименов Ю.П. Получение деформированных полуфабрикатов из заэвтектических силуминов. Технология легких сплавов. -1996. -№2. С.51-56.
9. Мальцев М.В. Модифицирование структуры металлов и сплавов. -М.: Металлургия, 1964. -214 с., ил.
10. Тарарышкин В.И., Пименов Ю.П., Эскин Г.И. Выбор модификаторов для измельчения структуры заэвтектических силуминов // Технология легких сплавов. -1997. -№3. С.28-32.
11. Особенности горячего прессования заэвтектических силуминов / А.Н. Елисеев, В.Н. Щерба, Г.И. Эскин, Ю.П. Пименов // Известия ВУЗов. Цветная металлургия. -1996. -№4. С.25-29.
12. Панов Е.И., Эскин Г.И., Коньков А.О. Производство прутков из труднодеформируемого заэвтектического силуминового сплава 01390 на универсальном стане поперечно-винтовой прокатки // Труды Пятого конгресса прокатчиков. - Череповец, 2003. С.334-338.
13. Панов Е., Эскин Г. Поперечно-винтовая прокатка заэвтектических силуминов: реология, структура, свойства // Национальная металлургия. - 2004. -№3. С.83-89.
14. Получение прутков повышенного качества из заэвтектических силуминов поперечно-винтовой прокаткой / Е.И. Панов, Г.И. Эскин, А.А. Восканьянц, О.Ю. Ильин // Металлург. -2002. -№8. С.43-44.
15. Эскин Г.И., Панов Е.И. Влияние поперечно-винтовой прокатки на структуру и свойства заэвтектических силуминов разной шихтовой основы // Цветные металлы. -2002. -№9. С.85-89.
16. Панов Е.И., Эскин Г.И. Особенности влияния поперечно-винтовой прокатки на структуру и свойства деформированных изделий из заэвтектических силуминов // Вторая Международная конференция «Технологические процессы в металлургии», 19-21 сентября 2004 г., г. Рива дель Карда, Италия.
17. Панов Е.И., Эскин Г.И. Влияние поперечно-винтовой прокатки на структуру и свойства заэвтектических силуминов // Металловедение и термическая обработка металлов. МиТОМ. -2004. - №9. С.7-13.
18. Панов Е.И., Эскин Г.И. Исследование реологических свойств труднодеформируемого силумина марки 01390 при растяжении // Цветные металлы, 2004, № 6. С. 97-103.
19. Исследование реологических свойств алюминиевого сплава 01390 в условиях прокатки на стане ПВП 20-60 / Е.И. Панов А.О. Коньков, А.М. Галкин, Г.И. Эскин // Заводская лаборатория, 2005, № 10, т. 71. С. 57-58.
20. Пластометрические исследования предельной пластичности и сопротивления деформации при кручении заэвтектического силумина марки 01390 применительно к процессу поперечно-винтовой

прокатки / Е.И. Панов, Г.И. Эскин, А.М. Галкин, А.О. Коньков // Известия ВУЗов, серия "Цветная металлургия", 2005, № 2. С. 62-70.

21. Панов Е.И. Повышение пластических свойств заэвтектических силуминовых труднодеформируемых сплавов методом поперечно-винтовой прокатки // Металлург, 2004, №6, С. 66-69.

22. Патент РФ № 2262997, МПК 7 В 21 В 3/00. Способ производства полуфабрикатов из заэвтектических силуминов. Приоритет изобретения 25 августа 2004 г. Панов Е.И., Эскин Г.И., Ильин О.Ю., Осадчий В.Я. // Б.И. №30 от 27.10.2005.

23. Панов Е.И. Основные факторы, влияющие на механизм структурообразования и повышения пластических свойств заэвтектических силуминов при трехвалковой поперечно-винтовой прокатке // Металлург, 2006, №4, С. 69-75.

24. Богатов А.А. Механические свойства и модели разрушения металлов. Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2002, -328 с.

25. Овчинников Д.В., Богатов А.А., Ерпалов М.В. Разработка и внедрение технологии производства высококачественных насосно-компрессорных труб из непрерывно-литой заготовки/ Черные металлы: 2012, март, с.18-21.

26. Целиков А.И., Луговский В.М., Третьяков Е.М. Вестник машиностроения, 1961, №7, С.49.

27. Смирнов В.С. Поперечная прокатка

28. Томленов А.Д. Механика процессов обработки металлов давлением . М.: Машгиз, 1963.

29. Колмогоров В.л. Напряжения, деформации, разрушение. М.:Металлургия.1970, 230 с.